

УДК 621.762.55

DOI: <http://dx.doi.org/10.20535/0203-377130201573190>

Ключников Ю. В.¹, к. ф-м. н., доцент, **Лукай А. М.**², ст. викл.,
Романов Б. С.³, аспірант, **Бістрікер Ф. Е.**⁴, бакалавр

ЛАЗЕРНЕ ФОРМОУТВОРЕННЯ КОНСТРУКЦІЙ З ЗМІЦНЕНИХ СПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ

En This paper analyzes methods of obtaining thin-walled sheet structures from the pre-heat-treatable aluminum alloys. These drawbacks technology Drobotenko of shaping, which is currently widely used in aircraft industry. It is proved that the method of laser forming a more flexible and productive compared with the specified technology. On the basis of literary data analysis determined that for aged alloys bar-

¹ Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут",
кафедра лазерної техніки та фізико-технічних технологій

² Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут",
кафедра лазерної техніки та фізико-технічних технологій

³ Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут",
кафедра лазерної техніки та фізико-технічних технологій

⁴ Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут",
кафедра лазерної техніки та фізико-технічних технологій

rier to introducing the technology of laser forming could be a weakening of the alloy in the heat affected zone as a result of dissolution or coagulation of strengthening phases. According to the traditional scheme of Dogville laser forming on samples of alloy D16 at CO₂ - laser with radiation power $P = 1$ kW, focal spot diameter $d = 4$ mm, a speed of movement of the beam $V = 6.0$ m/min. Determined the microhardness, yield stress, and strength parameters of the substructure and the residual stresses in the heat affected zone. It is shown that the processes of softening are not recorded up to angles of $\approx 30^\circ$. To obtain structures with large bend angles is proposed and implemented scheme of laser forming with cooling of the workpiece in pairs of liquid nitrogen. According to this technology held laser bending samples. Characterization of strength and substructure of heat affected zone. It is shown that the yield and strength of the alloy in the heat affected zone increases with the number of passes by increasing the dislocation density. The latter is a result of plastic deformation of the alloy when the relaxation time of thermal stresses on the heating stage of the thermal cycle. It is proved that laser forming with cooling of the workpiece is more productive in comparison with the traditional scheme due to the increase of bending moment in consequence of the increase of the temperature gradient normal to the sample surface. It is experimentally shown and theoretically proved that the laser forming leads to the appearance in the surface layers of the workpiece residual compressive stress. The latter should substantially increase the fatigue strength of the structure.

Ru

В работе проанализированы технологии изготовления крупно габаритных конструкций из состаренного сплава Д16. Показано, что метод лазерного формообразования имеет ряд преимуществ в сравнении с способом дробоударного формообразования, который в настоящее время применяется в авиастроительной промышленности. Приведены результаты исследования структуры и механических свойств зоны термического влияния сплава Д16 после лазерной обработки. Показано, что при больших углах сгиба в зоне термического влияния проходят процессы разупрочнения. Предложена схема лазерного формообразования с охлаждением заготовки парами жидкого азота. Доказано, что указанная технология более производительна и позволяет хранить в зоне термического влияния исходную структуру.

Вступ

Алюмінієвий сплав Д16, що належать до сплавів системи Al – Cu - Mg (дуралюміні) після гартування та старіння має високий рівень питомої міцності і опору втомному руйнуванню. Завдяки цим якостям він широко використовуються у виробництві силових елементів в авіаційній і космічній техніці, а також для виготовлення деталей машин і приладів різного призначення. Досить велика кількість виробів з вказаного сплаву має форму тонкостінних листових конструкцій, що виготовляються з попередньо термічно зміцнених заготовок. У авіабудуванні це довгомірні панелі, обшивки фюзеляжу, крила. Більшість виробів такого типу виготовляються в умовах одиничного та дрібносерійного виробництва. Тому їх формоутворення традиційними методами значно здорожує виробництво. Так, наприклад, трудомісткість виготовлення оснастки інструментального штампу для обробці панелі розміром 1000 × 12000 мм складає приблизно

7500 нормо – годин [1]. Використання більш гнучкого та універсального метода дробу ударного формоутворення (ДУФ) значно зменшує трудовитрати на виготовлення подібних деталей [2 – 4]. Але ДУФ має ряд недоліків найбільш суттєвими з яких є зміна форми деталі при експлуатації в умовах тривалого нагрівання до температури $\approx 100^{\circ}\text{C}$, що є наслідком релаксації залишкових напружень, існування обмежень у виборі ефективних радіусів згинання в залежності від товщини полотна та необхідність виконання додаткової операції зачищення для зменшення шорсткості обробленої поверхні [3, 4]. В останні роки інтенсивно досліджується та використовується у виробництві технологія лазерного формоутворення (ЛФ) просторових конструкцій з листових матеріалів [5 – 8], яка має цілий ряд переваг в порівнянні з ДУФ. А саме – лазерна обробка дозволяє значно простіше автоматизувати технологію формоутворення, легко змінювати густину потужності лазерного випромінювання та швидкість переміщення променя, можливість його транспортування на значні відстані і підведення в важкодоступні місця, а також відсутність динамічного впливу на оброблювану поверхню. На відміну від ДУФ деталі, що виготовлені методом ЛФ, не потребують додаткової обробки поверхні і практично не мають обмежень на радіус кривизни згинання оскільки лазерний промінь може бути сфокусований до десятих часток міліметра. Але при ЛФ конструкцій з попередньо термічно зміцнених сплавів треба враховувати можливі зміни у фазовому складі, структурі та субструктурі зони термічного впливу (ЗТВ), які достатньо добре досліджені в умовах пічного нагрівання [12].

При ЛФ існує дві температурні складові – термічний цикл з високими швидкостями нагрівання та охолодження і середня температура заготовки, що визначається у моменти між черговими проходами (t_c). Їх експериментальні вимірювання та розрахункові значення в різних точках ЗТВ при ЛФ конструкцій зі сплаву Д16Т узгоджуються з досить великою точністю при різних параметрах лазерного випромінювання при опромінюванні CO_2 – лазером (довжина хвилі $\lambda = 10,6\text{мкм}$) [6] та Nd: YAG-лазером (довжина хвилі $\lambda = 1,06\text{мкм}$) [7]. Дослідження структури та властивостей ЗТВ, напроти, виявило значні розбіжності. Так у роботі Смирновой Н. А. [10] спостерігалось практично повне розчинення зміцнюючої фаз у центрі ЗТВ сплаву Д16Т вже після однократного проходження променя, що зменшувала її мікротвердість (H_{μ}) до мікротвердості загартованого сплаву. У дослідженні сплаву AA2024 – T3 (аналог Д16Т) практично при ідентичних параметрах обробки виявлено неоднорідний розподіл мікротвердості по перерізу ЗТВ з зонами, що мають вихідне значення H_{μ} та областями з зменшеною на 30% значеннями цього параметру [8]. Ще більш суттєві розбіжності у результатах дослідження структури та механічних властивостях ЗТВ при багатократному проходженні променя при близьких параметрах обробки сплаву AA2024 –T3. Так у роботах

[9, 10] в якості критерію ступеня впливу на структуру та властивості ЗТВ сплаву AA2024 при двовимірному ЛФ запропоновано параметр, який автори назвали накопичена питома щільність енергії (*cumulative area energy densities – CAED*):

$$CAED = N \cdot \frac{P}{V \cdot d} \quad (1)$$

де N – кількість проходів, P – потужність лазерного випромінювання, V – швидкість обробки, d – діаметр лазерного променя.

Але з наведених там же [10] результатів виходить, що при значенні $CAED = 300$ Дж/мм та різних величинах погонної енергії лазерного випромінювання $P_{\text{п}} = P/V$ значення величин границі міцності ($\sigma_{\text{в}}$), границі текучості ($\sigma_{\text{тек}}$) та максимального видовження (δ) відрізняються на 20...35%. Тобто на даний час немає висновків та залежностей, що однозначно пов'язують параметри ЛФ по звичайній технології [6 – 9] з структурою та механічними властивостями ЗТВ зістарених сплавів. Причини, на наш погляд у складності та комплексності процесів, що проходять у ЗТВ при ЛФ. А саме – релаксація тимчасових термічних напружень, що виникають у результаті високого градієнту температури по нормалі до поверхні заготовки, приводить до неоднорідної пластичної деформації з генерацією дислокацій, вакансій [7] та формуванням комірчастої структури [8]. Такі зміни у субструктурі суттєво впливають на розпад пересиченого твердого розчину та процеси формування зміцнюючих фаз [12]. На вказані субструктурні перетворення накладаються процеси динамічного повернення та рекристалізація, розчинення та часткової коагуляції дисперсних фаз, які інтенсифікуються з збільшенням середньої температури [8]. Тобто можливим шляхом придушення процесів знеміцнення ЗТВ зістарених сплавів при ЛФ є зменшення середньої температури заготовки.

Постановка задачі

Мета роботи – виявити причини зниження характеристик міцності у ЗТВ при ЛФ конструкцій з зістареного сплаву Д16, розробити технологічну схему ЛФ з охолодженням заготовки, дослідити структуру та механічні властивості ЗТВ, визначити області зміни параметрів ЛФ, в межах яких забезпечується існування у ЗТВ вихідної структури зістареного сплаву.

Матеріал та методики досліджень

Зразки розміром 100×60 мм товщиною $h=1,8$ мм вирізалися з листа сплаву Д16Т (склад: ваг. %: Al – 93,6, Cu – 3,97, Mg – 1,43, Mn – 0,625). Двовимірне ЛФ здійснювали на CO_2 – лазері при потужності випромінювання $P=1$ кВт, діаметрі фокальної плями $d=4$ мм, швидкості ру-

ху променя $V=6,0\text{м/хв}$. Обробка проводилася за методикою, що наведена у роботі О. Д. Кагляка [7] та з охолодженням парами азоту (рис. 1).

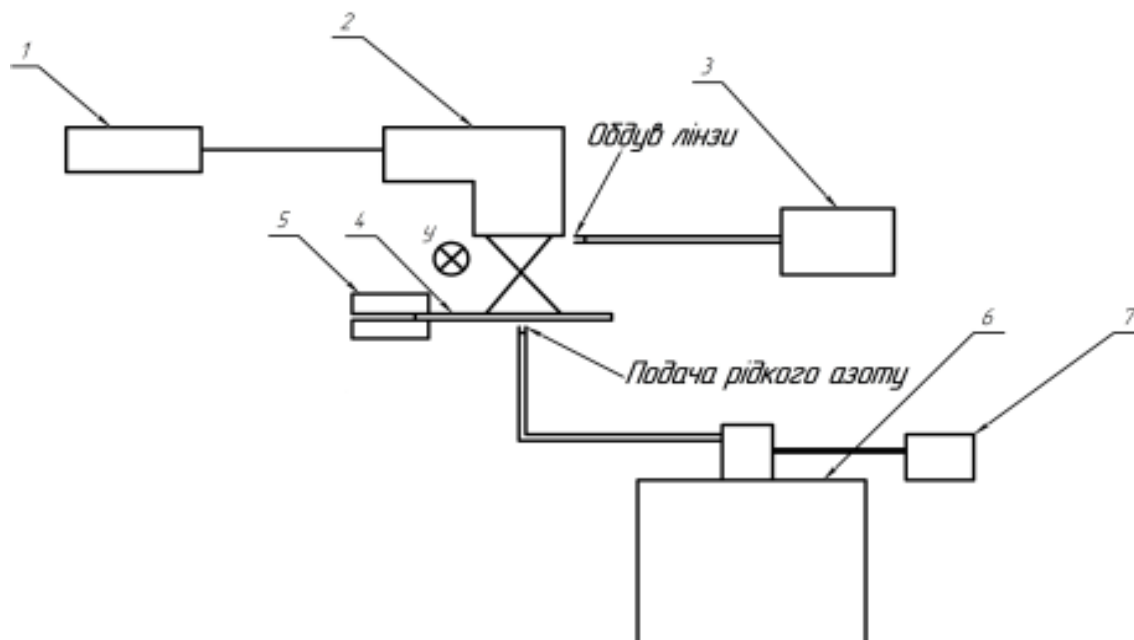


Рис. 1. Схема ЛФ з додатковим охолодженням парами рідкого азоту:

1–випромінювач, 2–фокусуюча система, 3–вентилятор, 4–зразок, 5–кріплення для ЛФ, 6–сосуд Дюара з рідким азотом, 7–регулятор напруги

Температура пластини змінювалася регулятором напруги на нагрівальному елементі, що розташований у посуді Дюара або за допомогою клапана на гарячому кінці вихрової трубки. Механічні випробування на розтяг проводили згідно з ДСТУ EN 10002-1:2006 на машині *TIRAtest 2300*. Зразки вирізувалися на електроіскровому верстаті по сліду лазерного променя, після чого зонам захвату надавали пласку форму і шліфували торцеві поверхні. Вимірювання мікротвердості (H_{μ}) проводили на приладі ПМТ - 3 при навантаженнях 10 – 100 г. Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися на дифрактометрі *Rigaku Ultima IV* у $\text{Cu}_{K\alpha}$ випромінюванні. Зйомку проводили у інтервалі кутів $2\theta - 20 - 140^{\circ}$ з кроком $0,02^{\circ}$ і часом накопичення 2 с. Величину залишкових напружень (ЗН) визначали $\sin^2 \psi$ – методом за дифракційним максимумом (422). Визначалася компонента ЗН, що орієнтована впродовж доріжки. Величину мікродеформацій (ϵ) та середній розмір областей когерентного розсіювання $L_{\text{ОКР}}$ визначали методом апроксимації. Для одержання коректних даних при рентгенівських зйомках поверхневий деформований шар на лазерній доріжці видалявся. Зйомки дифрактограм проводилися через 48 годин після обробці.

Властивості та структура ЗТВ після ЛФ без охолодження зразка

Спостерігається певна циклічність у зміні H_{μ} поверхні лазерної до-ржки від кількості проходів (рис. 2).

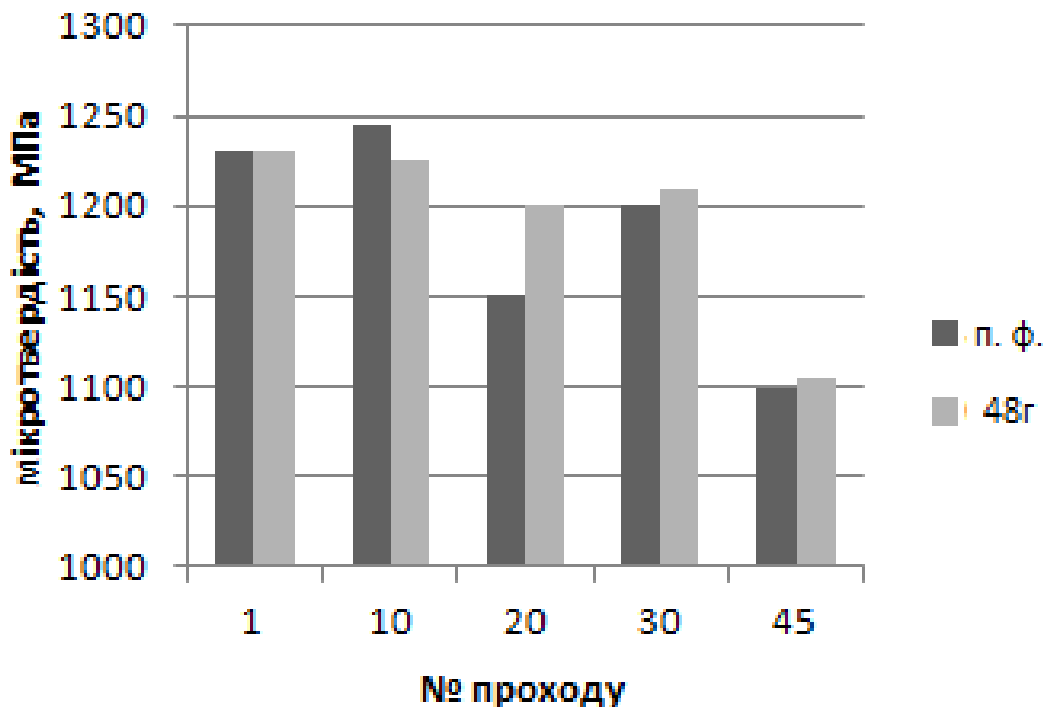


Рис. 2. Залежність мікротвердості поверхні зразка від кількості проходів безпосередньо після ЛФ (п. ф.) та після 48 годинного природного старіння (48 г)

При $N_{\text{о}}=10$ помітне зростання величини вказаного параметра при вимірюванні безпосередньо після обробки на який практично не впливає процес старіння. При подвоєнні номеру проходу мікротвердість значно зменшується, але старіння суттєво збільшує H_{μ} . При подальшому збільшенні кількості проходів ($N_{\text{о}}=30$) – мікротвердість зростає, а при $N_{\text{о}} = 45$ значно зменшується. Підкреслимо, що при двох останніх значеннях кількості проходів ефект старіння незначний.

Залежності $\sigma_{\text{тек}}$ та $\sigma_{\text{в}}$ від кількості проходів (рис. 3) мають однаковий характер, а саме: при невеликій кількості проходів ($N_{\text{о}}$) йде їх зростання, зниження при $N_{\text{о}} \geq 10$ та незмінність при великих значеннях $N_{\text{о}}$. Співставлення з даними дослідження субструктури та вимірювання періоду решітки твердого розчину (табл. 1) дозволяє стверджувати, що зростання характеристик міцності та величини H_{μ} при невеликих значеннях $N_{\text{о}}$ пояснюється релаксацією тимчасових термічних напружень шляхом пластичної деформації ЗТВ на стадії нагрівання термічного циклу.

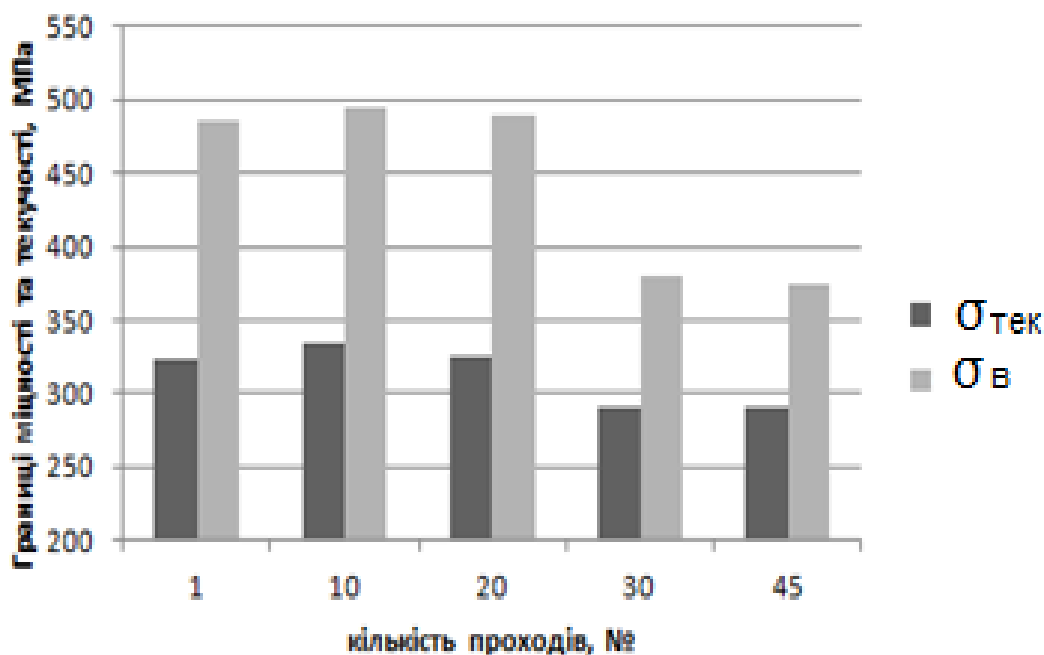


Рис. 3. Залежності величини границь текучості та міцності від кількості проходів

Таблиця 1.

Результати дослідження субструктури та визначення величини залишкових напружень (ЛФ без охолодження)

Кількість проходів	Розмір ОКР, нм	Величина мікродеформації, відн. од., 10^{-3}	Період ґратки твердого розчину, нм	Величина залишкових напружень, МПа
1	-	0,25	0,4053	+190
10	160	3,00	0,4050	+110
20	90	6,00	0,4048	-40
30	80	2,00	0,4050	у меж. пох.
45	100	2,50	0,4048	у меж. пох.

Пластична деформація супроводжується генерацією дислокацій, що підтверджується зростом величини ϵ при $N_{\text{п}} \leq 20$. Надалі ($N_{\text{п}} = 20 \dots 40$) значення ϵ зменшуються, а величина $L_{\text{окр}}$ дещо збільшується. Обидва факти означають, що превалюючими стають процеси динамічного повернення та рекристалізації у твердому розчині, які знеміцнюють сплав. Значення періоду кристалічної ґратки (a) наближаються до величини a твердого розчину Cu та Mn у рівноважному стані. Тобто фазове старіння закінчилося і подальша обробка ($N_{\text{п}} \geq 45$) приводить до коагуляції $T (\text{Al}_{20}\text{Cu}_2 \text{Mn}_3)$ – та

$\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ – фаз. Температури зразка (рис. 4) при вказаних № доходить до $t=250^\circ\text{C}$, що достатньо для активації як динамічної рекристалізації та коагуляції.

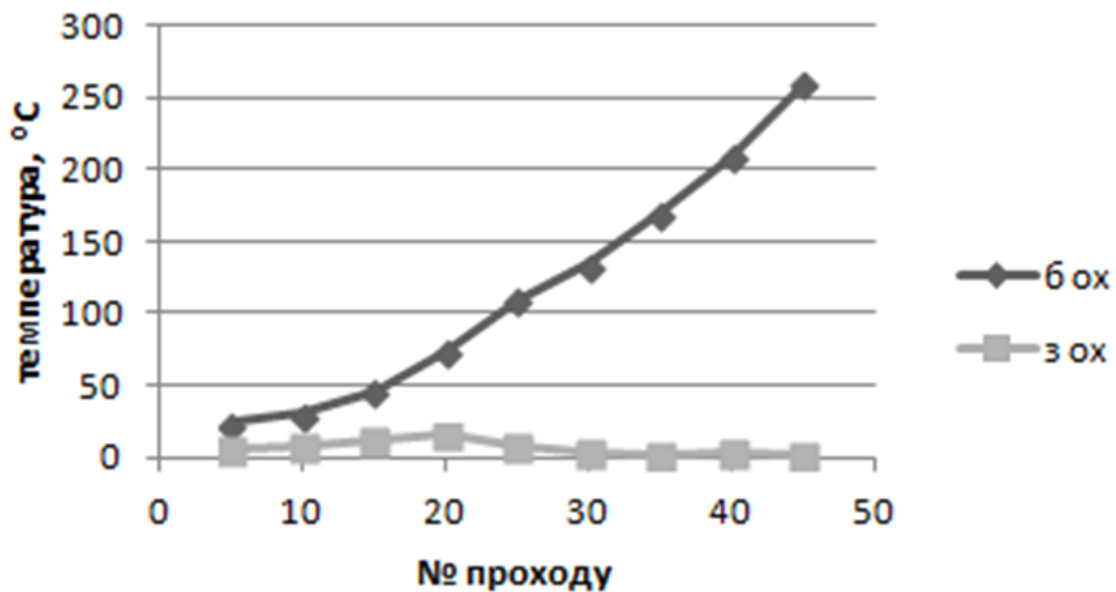


Рис. 4. Залежності температури зразків від кількості проходів (б ох. – без охолодження, з ох. – з охолодженням)

При інтерпретації результатів визначення ЗН на поверхні лазерної доріжки (табл. 1) скористаємося моделлю, яка запропонована у роботі [11] при дослідженні напруженого стану у стикових зварювальних швах. Модель (рис. 5) складається з трьох полос рівних розмірів та перерізу, які дорівнюють розмірам та перерізу лазерної доріжки.

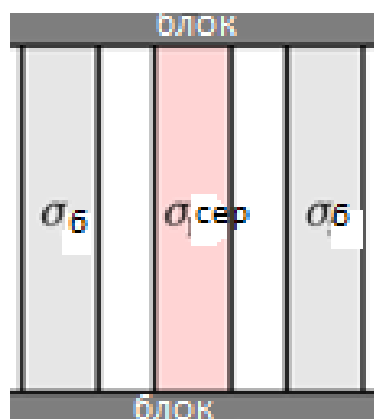


Рис. 5. Модель для розрахунку залишкових напружень

Механічний зв'язок між ними забезпечують два блока жорстко з'єднані з полосами. Центральна полоса проходить лазерну обробку, що доводить її температуру до T . Вважається, що ця температура однакова по всьому перерізу, а бокові полоси мають вихідну температуру T_0 . Для величини напружень маємо [11]:

$$\sigma_{сер} = \sigma_m = -\alpha(T - T_0) \frac{2E(T_0)}{1 + \left(\frac{2E(T_0)}{2E(T)} \right)}, \quad (2)$$

де E – модуль Юнга, α – коефіцієнт термічного розширення (КТР) сплаву.

Результати розрахунку по співвідношенню (2) з термічними залежностями модуля Юнга та КТР для сплаву Д16 [12] представлені на рис. 6, згідно з яким величина подовжньої компоненти залишкових напружень у лазерній доріжці становить $\sigma_T = 205$ МПа.

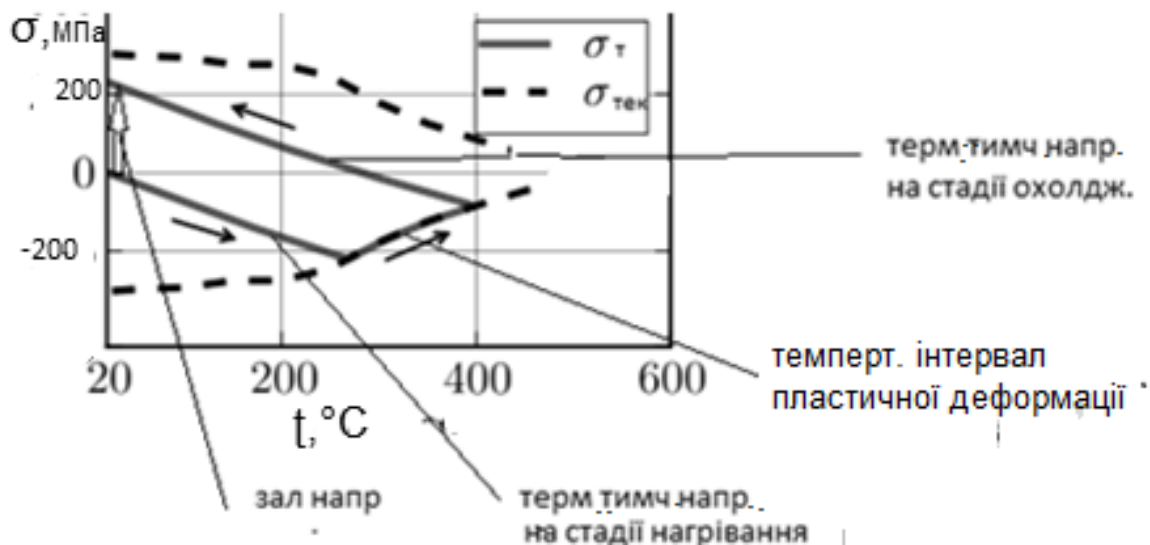


Рис. 6. Результати розрахунку залишкових напружень у ЗТВ сплаву Д16

Отримане розрахункове значення ЗН досить добре узгоджується з результатами експериментального вимірювання (табл. 1) тільки при незначній кількості проходів. Причому з збільшенням № змінюється характер напруженого стану – при № > 20 у ЗТВ фіксуються стискуючі ЗН. Причина в наступному. У співвідношенні (2) врахований тільки механізм виникнення ЗН у результаті релаксації тимчасових термічних напружень. Збільшення щільності дислокацій у твердому розчині з зростанням № (табл. 1) повинно приводити до збільшення питомої ваги деформованих поверхневих шарів ЗТВ. По такому механізму формуються стискуючі ЗН. Тому при порівняно невеликих № фіксується зменшення величина розтягуючі напружень та зміна їх знаку при № ≥ 20. При подальшому збільшенні № зміна питомої ваги вказаних шарів проходить ще за рахунок формування інтерметалідів.

Властивості та структура ЗТВ після ЛФ з охолодженням зразка

Порівнюючи результати, що наведені на рис. 2, рис. 7 та рис. 3, рис. 8 робимо висновок, що вплив охолодження на механічні властивості

ЗТВ незначний на першій стадії згинання ($N_0 \leq 20$), що обумовлено практично ідентичними параметрами субструктури та величини ЗН при обох способах ЛФ (табл. 1, табл. 2).

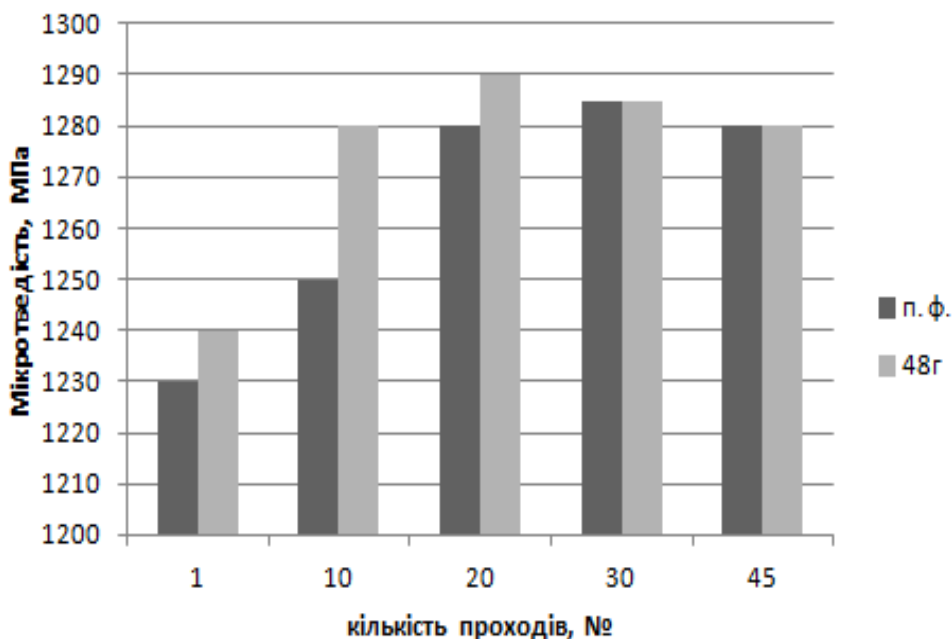


Рис. 7. Залежність мікротвердості поверхні зразка від кількості проходів безпосередньо після ЛФ (п.ф.) та після 48-годинного природного старіння (48г)

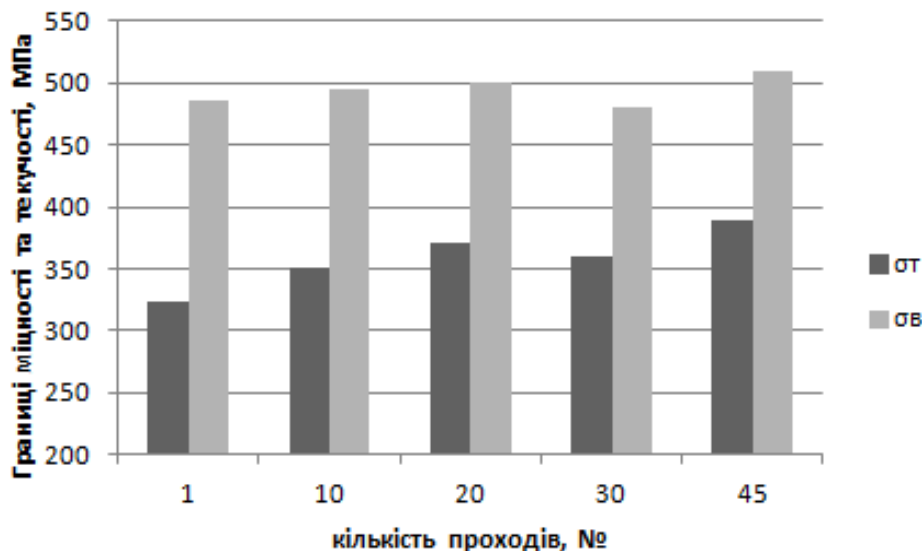


Рис. 8. Залежності величин границь текучості та міцності від кількості проходів

Тобто, якщо формується конструкція у елементах якої загальний кут згинання не перевищує 20° (рис. 9) ЛФ може проводити без додаткового охолодження. В подальшому ($N_0 \approx 20$) йде збільшення мікротвердості (рис. 7) та характеристик міцності (рис. 8), що обумовлено збільшенням

величини ϵ (отже збільшенням щільності дислокацій) та зменшенням значення $L_{окр}$ (табл. 2). Вказані зміни субструктурних характеристик є наслідком вже згаданого процесу пластичної деформації ЗТВ на стадії нагрівання термічного циклу. Як виходить з значення вказаних параметрів та величини $\sigma_{зал}$, такий процес проходить і при більшій кількості проходів, але це не приводить до зміцнення подальшого зростання H_u (рис. 7) та $\sigma_{тек}$ і σ_b (рис. 8). Крім того, при $N_p \geq 30$ не фіксується збільшення H_u у результаті старіння (рис. 7).

Таблиця 2.

Результати дослідження субструктури та визначення величини залишкових напружень (ЛФ з охолодженням)

Кількість проходів	Розмір ОКР, нм	Величина мікродеформації, відн. од., 10^{-3}	Період гратки твердого розчину, нм	Величина залишкових напружень, МПа
1	-	0,2	0,4053	+190
10	160	3,0	0,4050	+80
20	90	6,0	0,4045	-40
30	50	8,0	0,4053	-60
45	50	8,5	0,4048	-50

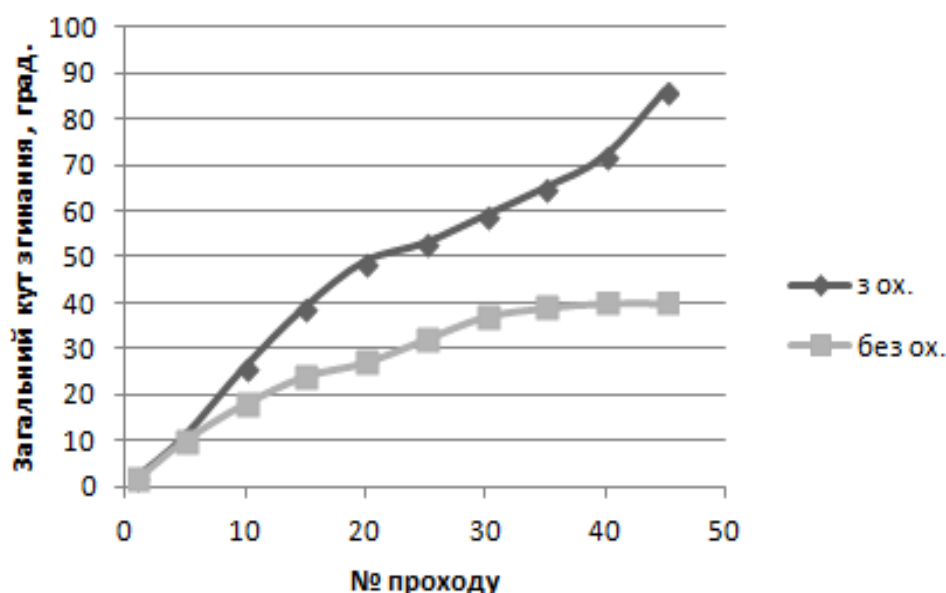


Рис. 9. Залежності загального кута згинання при ЛФ без охолодження (без ох) та з охолодженням зразка (з ох.)

Дані отримані в цієї роботі не дозволяють однозначно пояснити останні результати. Але ґрунтуючись на результатах досліджень наведених у роботах [6, 9, 12], можна вважати, при вказаних значеннях N_p між ОКР формуються великокутові границі. Вони є місцем стоку

вакансій необхідних для формування зон Гинье – Престона в зернах з одного боку, з іншого саме на них виникають зародки інтерметалідних фаз. Відомо [12], що зернограничні виділення надлишкових фаз можуть приводити до зменшення міцності сплаву.

Висновки

В роботі запропоновано використовувати метод ЛФ при виготовленні крупно габаритних конструкцій виготовлених з зістареного сплаву Д16. Показано, що у конструкціях з невеликим кутом згину процес ЛФ може проводитися по традиційній схемі. Виявлено, що при формоутворенні деталей з кутами згину що перевищують $\approx 30^\circ$ у ЗТВ проходять процеси динамічної рекристалізації твердого розчину та коагуляції інтерметалідів, які знеміцнюють сплав. Запропонована схема ЛФ з охолодженням заготовки, яка виключає згадані процеси та значно збільшує продуктивність процесу. Показано, що у ЗТВ реалізується напружений стан з від'ємними ЗН на поверхні лазерної доріжки, що повинно суттєво збільшити вторму міцність конструкції.

Список використаної літератури

1. *Лупкин, Б. В.* Формообразование дробью как метод обработки крупногабаритных деталей сложной кривизны в самолетостроении / Б. В. Лупкин, А. И. Лагутин // *Авиационно-космическая техника и технология*. - 2006. - № 2. - С. 17–20.
2. *Грошиков, А. И.* Заготовительно-штамповочные работы в самолетостроении/ А. И. Грошиков, В. А. Малафеев.- М.: Машиностроение, 1976.- 439 с.
3. *Малащенко, А. Ю.* Эффективности технологического сочетания гибки-рокатки и дробеударного формообразования длинномерных обводообразующих деталей: дис. канд. тех. наук / А. Ю. Малащенко. – М., 2014. – 154 с.
4. *Лупкин, Б. В.* Применение дробеударной обработки в авиационной промышленности/ Б. В. Лупкин, С. Д. Младинов, А. И. Лагутин, В. А. Никитенко//Сборник научных трудов «Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии»-2007.-№ 36. – С.20-28.
5. *Watkins K. G.* Laser Forming of Aerospace Alloys / K. G. Watkins, S. P. Edwardson// *Aerospace Manufacturing Technolugu Conference: Proceedings*, 9 Seattle, Washington, USA 10-14 September 2001y) Washington, 2001- p.12.

6. *Cheng, J.* Microrstructure Integrated Modeling of Multiscan Laser Forming/ *J. Cheng, Y. Yao*//*Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2002. Vol. 124; pp. 379-387.
7. *Кагляк, О. Д.* Формоутворення просторових металевих конструкцій локальним лазерним нагріванням : дис. канд. тех. наук/ *О. Д. Кагляк*. - Київ 2012. – 149 с.
8. *Joost R. Duflou* . Bending properties of locally laser heat treated AA2024-T3 aluminium alloy / *Amirahmad Mohammadi, Hans Vanhove, Albert Van Bael, Joost R. Duflou*//*Physics Procedia* Volume 39, 2012, Pages 257.
9. *Geiger, M.* Laser and forming technology—an idea and the way of implementation / *M. Geiger, M. Merklein, M. Pitz*// *Journal of Materials Processing Technology* Volume 151, Issues 1–3, 1 September 2004, Pages 3–11.
10. *Смирнова, Н. А.* Разработка и исследование процессов упрочнения поверхности алюминиевых сплавов излучением лазера: дис. канд.тех. наук/ *Н. А. Смирнова*. – М., 2000 – 222 с.
11. *Masubuchi K.* Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences. London, Pergamon Press; 1980. 208p.
12. *Колачев Б. А.* Металловедение и термообработка цветных металлов и сплавов [для студ. высш. уч. зав.]/ *Б. А. Колачев, В. И. Елагин*. – М: МИСИС, 1999. – 347с.